

## 転動部材およびその製造方法

### 技術分野

本発明は、高周波焼入れ、浸炭焼入れ、浸炭浸窒焼入れ、浸窒焼入れ等によって転動面層を焼入れ硬化して製造される歯車等の転動部材およびその製造方法に関するものである。

### 背景技術

従来、建設・土木用機械の減速機などでは、高耐面圧性（ $200\text{ kg f/mm}^2$ 以上）が重要視される観点から、SCr、SCM、SNCM系低炭素鋼に浸炭焼入れや浸炭浸窒焼入れ処理を施した歯車が一般的に使用されているが、一部、比較的low面圧（ $\sim 150\text{ kg f/mm}^2$ ）条件で使用するリングギヤ類では、中炭素鋼および中炭素低合金鋼（ $0.45\sim 0.6$ 重量％C）に高周波焼入れ等の熱処理を施した歯車が使用されている。

前記建設・土木用機械に使用されている歯車減速機としては、より高出力化とコンパクト化の観点からより高面圧に耐えるとともに、より高強度で、より低コストな歯車が要望されている。

また、前記建設・土木用機械は走行時において岩石や構造物等の障害物を乗り越えたり、旋回しながらそれら障害物を掘削することが多く、それら走行用、旋回用の歯車減速機の歯車に衝撃的な荷重が作用することによって、浸炭焼入れ歯車の破損が問題になる。

一方、高周波焼入れ硬化歯車においては、浸炭焼入れ歯車よりも高靱性であるが、前述のように $150\text{ kg f/mm}^2$ 以上の高面圧下で使用した場合にはピッチング、スカuffingおよび早期摩耗などの耐面圧強度面での不具合が発生しやすい問題がある。また、浸炭焼入れ硬化歯車においては、 $230\text{ kg f/mm}^2$ 以上の高面圧下での使用に対して十分な耐久性がなく、コンパクト化のための面圧強度が十分でない問題がある。

本発明は、前述のような問題点を解消するためになされたもので、滑りを伴う転動条件で使用する歯車では、その耐面圧強度が境界潤滑下で滑りに伴う局部的

な凝着による発熱によって歯面温度が300℃まで上昇することに着眼し、転動面の高周波焼入れによってオーステナイト中にほとんど固溶しないV, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfのうち的一种以上の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を歯面にあらかじめ分散させておくことによって歯面の耐焼付き性を改善すること、および、300℃の低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を効果的に高めるAlおよび／またはSiを多く添加した鋼材を用いて、300℃での焼戻し硬さがHRC50以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供することを目的とし、さらに、その鋼材においてAlとNiをより適正に複合添加することによって、その高硬度状態においても高靱性化させた転動部材およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

#### 発明の開示

浸炭焼入れ処理を施したSNCM815、SCM420、SCr420、SMnB420鋼（浸炭肌焼鋼）について、それらの滑りを伴う転動面圧強度（ピッチング強度）を面圧375～220kgf/mm<sup>2</sup>の範囲で予備調査した結果、10<sup>7</sup>回転でピッチングが発生し始める面圧は210kgf/mm<sup>2</sup>であり、各面圧でピッチングが発生した転動面最表面層のマartenサイト相のX線半価幅は4～4.2°に減少するとともに転動面最表面層において顕著な軟化が認められる。

また、S55C炭素鋼を焼入れ焼戻し処理によってHRC61～62に調整した炭素鋼について、面圧250kgf/mm<sup>2</sup>での転動面圧強度を予備調査した結果、10<sup>7</sup>回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ180kgf/mm<sup>2</sup>であり、面圧250kgf/mm<sup>2</sup>でピッチングが発生した転動面のマartenサイト相のX線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に3.6～4.2°に減少している。

さらに、共析炭素鋼（1）（0.77重量％C）についてもその転動面圧強度を予備調査した結果、10<sup>7</sup>回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ230～240kgf/mm<sup>2</sup>であり、ほぼ同じ炭素量からなる前記浸炭肌焼鋼の転動面圧強度とほぼ同じであり、浸炭肌焼鋼の方が転動表面の粒界酸化層や不完全焼入れ層が存在することによる転動面圧強度のバラツキによる低下が見られることが

わかった。

また更に、球状化处理を施した共析炭素鋼（２）（０．８５重量％Ｃ、０．４３重量％Ｃｒ）の転動面を高周波焼入れしたものの転動面圧強度を予備調査した結果、 $10^7$ 回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ $260\sim270\text{ kg f/mm}^2$ であり、前記共析炭素鋼（１）（０．７７重量％Ｃ）の転動面圧強度に比べ高強度化され、この原因が転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約２体積％分散していることによることがわかった。

さらに、前記微細なセメンタイト粒子を分散させる（約２体積％）と同時にマルテンサイト硬さを高める観点から、約１．０重量％炭素と１．５重量％のＣｒを含有するＳＵＪ２を $840^\circ\text{C}$ から焼入れた後に $\text{HRC}62.5$ になるように焼戻したものの転動面圧強度を予備調査した結果、 $10^7$ 回転でピッチングが発生し始める面圧がほぼ $270\text{ kg f/mm}^2$ であり、前記共析鋼のそれとほぼ同じ強度を示し、面圧 $250\text{ kg f/mm}^2$ でピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相のＸ線半価幅は前記浸炭肌焼鋼のそれとほぼ同様に $4.2\sim4.5^\circ$ に減少していることがわかった。また、前記微細なセメンタイト粒子をより多く分散させるために、球状化处理を施したＳＵＪ２を加熱温度 $950\sim980^\circ\text{C}$ で高周波焼入れしたものの転動面圧強度が先の $840^\circ\text{C}$ から焼入れしたものに比べて、 $300\text{ kg f/mm}^2$ にまで改善されており、この原因が固溶炭素濃度０．３５重量％の転動面マルテンサイト相中に微細なセメンタイト粒子が約１０体積％分散していることによることがわかり、さらに少なくとも微細なセメンタイト粒子の下限分散量を２体積％、好ましくは５体積％として、上限分散量が１０体積％以上であることがわかった。

さらに、炭素が０．４６、０．５５、０．６６、０．７７、０．８５重量％含有される炭素鋼を $820^\circ\text{C}$ から焼入れ、 $100\sim350^\circ\text{C}$ で各３時間焼戻したときの硬さとＸ線半価幅を調査し、さらに、すでに公開されているこれらに関するデータ（例えば「材料」、第２６巻２８０号、Ｐ２６）を参考にして検討した結果、マルテンサイト相のＸ線半価幅が $4\sim4.2^\circ$ になる硬さはほぼ $\text{HRC}5.1\sim5.3$ に焼戻される状態に相当し、例えば浸炭肌焼鋼の表面炭素濃度がほぼ０．７～０．９重量％に調整されていることを参考にすると、その焼戻し温度はほぼ $30$

0℃に相当することがわかった。

以上の予備試験結果から、本発明では、歯車が高面圧下で噛み合う際に発生する熱によって歯面最表面部が焼戻され、軟化することによって、ピッチングが発生することを明らかにし、さらに、浸炭焼入れ歯車並みのピッチング強度を得るための指標としては300℃での焼戻し硬さがHRC53以上となることが必要であることを明らかにした。

また、SCM420鋼に浸炭焼入れ処理を施した浸炭硬化層の300℃焼戻し硬さと、単に焼入れ処理を施した共析炭素鋼の300℃焼戻し硬さの比較において、焼戻し軟化抵抗性に対するCr, Moの改善がほとんど確認されないために、高周波焼入れ法によって浸炭焼入れ歯車以上のピッチング強度を付与するためには、ほぼ300℃での低温焼戻しにおける焼戻し軟化抵抗性を高める新たな合金設計が必要となること、および、前記共析炭素鋼(2)(0.85重量%C)、SUJ2の転動面圧強度の改善作用のように粒径が0.1~1.5μmの微細なセメンタイト粒子などをマルテンサイト相中に分散させることが面圧強度を効果的に改善させることを明らかにし、また、セメンタイト粒子としては平均粒子径が1.5μm以下であることが好ましいことを明らかにした。

また、前記セメンタイト粒子の分散が耐面圧強度を改善するメカニズムは、境界潤滑状態における摺動時の転動面での耐焼付き性が硬質なセメンタイトの分散によって顕著に改善され、転動面における最表面温度の低減と耐摩耗性の改善によることは明らかであり(硬質粒子分散効果と呼ぶ)、その耐焼付き性をより効果的に改善するために、後述のように、その硬質粒子として鋼との凝着性が極めて少ないV, Ti, Zr, Nb, Ta, Hf等が形成するMC型炭化物、M(C, N)型炭窒化物、MN型窒化物を利用することが好ましいことを明らかにした。

なお、前述の浸炭焼入れによるピッチング強度と同等以上(面圧 $P_{max}=230\text{ kgf/mm}^2$ 以上)に耐える高周波焼入れ歯車設計としては、ヘルツ面圧の理論解析に基づいて、面圧値の0.3倍の片振り剪断応力( $R=0$ )の疲労強度に耐える硬さが設定されるが、その計算値はほぼHRC53.4であり、前述の予備試験においてピッチングが発生した転動面のマルテンサイト相X線半価幅から求まる硬さ(HRC=53)と極めてよく合致しており、また、その硬さが

滑りを伴う転動によって発生する摩擦熱によって、転動面最表面部がほぼ300℃に昇温する時点でピッチングが発生することから、300℃焼戻し硬さが少なくとも $P_{max}=230\text{ kgf/mm}^2$ に耐えるためのHRC53以上であるように設定することによって浸炭焼入れ歯車と同等以上の高面圧歯車が開発されることがわかった。

なおさらに、実施例2で後述するように、炭素を0.1～1.0重量%含有する炭素鋼の300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = 36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9$$

で記述され、この硬さを基準にして各種合金元素の300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さに対する影響を調査した結果、300℃焼戻しマルテンサイト相の硬さが

$$HRC = (36 \times \sqrt{C} \text{ (重量\%)} + 20.9) + 4.33 \times Si \text{ (重量\%)} + 7.3 \times Al \text{ (重量\%)} + 3.1 \times V \text{ (重量\%)} + 1.5 \times Mo \text{ (重量\%)} + 1.2 \times Cr \text{ (重量\%)} \times (0.45 \div C \text{ (重量\%)})$$

で記載できることを明らかにした。

本発明においては、前述の歯車材料・熱処理設計に基づいて、前記鋼中の各合金成分の含有量（重量%）を次のように限定した。

要するに、本発明においては、少なくとも0.5～1.5重量%の炭素と、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5μmの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層において誘導加熱焼入れ、低温焼戻しされたマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.3～0.8重量%に調整され、その母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されていることを特徴とする転動部材を開発した。

なお、前記硬質粒子分散効果が作用し始めるのは、通常、0.1体積%以上であり、5.0体積%を越えた場合には摩擦係数の増大による耐焼付き性の減少が起るとともに相手材に対するアタック性も顕著になることが知られていることから、本発明においては、炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上について、

前記分散効果がより明確に現れる0.4体積%を下限值とし、4.0体積%を上限值としたが、前記アタック性を経済性の観点からは、2.0体積%を上限值とすることがより好ましいことは明らかである。

なお、前記硬質粒子を、例えば、TiC、 $V_4C_3$ とした場合には、TiC、 $V_4C_3$ の比重がそれぞれほぼ4.9gr/cm<sup>3</sup>、5.65gr/cm<sup>3</sup>であることから、0.2重量%のTi添加によって（0.25重量%のTiCが形成され、）ほぼ0.4体積%のTiCが形成されること、 $V_4C_3$ は高周波加熱条件によってはオーステナイト中へのVの固溶が無視できない（最大で0.3重量%V）ことを考慮して、2.0重量%のV添加によってほぼ2体積%の $V_4C_3$ が形成されることから、前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物を形成する合金元素の添加量を0.2～2.0重量%とした。

さらに、これらの炭化物をあらかじめ分散させた鋼材においては、それら炭化物の形成に消費される炭素量と、前記各種焼入れによって高硬度で高靱性なマルテンサイト母相を得るための固溶炭素量（0.3～0.9重量%）とをあわせて鋼材炭素量を設定しておくことが必要であって、本発明の転動面層における炭素量は0.5～1.5重量%と設定されるものであって、高周波焼入れおよび浸窒、浸炭もしくは浸炭浸窒処理後高周波焼入れ処理で、転動面層を焼入れ硬化する転動部材においては、利用する鋼の炭素含有量を0.5～1.5重量%とするが、浸窒、浸炭もしくは浸炭浸窒処理後油焼入れ処理で転動面層を焼入れ硬化する転動部材においては、0.2～0.8重量%に調整しておくことが好ましいことは明らかである。

また、前記転動面での耐焼付き性や耐摩耗性を効率的に改善するためには、前記鋼の溶製段階で析出分散させる炭化物、窒化物および／または炭窒化物が比較的大きいことが必要であって、それらの平均粒径としては、前述のS U J 2でセメンタイトの分散粒径（0.2～1.5μm）から0.2μm以上が好ましく、かつ、摺動時の相手材へのアタック性を考慮した場合には5μm以下にしておくことが望まれる。（なお、溶製後の鍛造条件によっても微細化されるが、後述のTiCでは5μm以下、 $V_4C_3$ では2μm以下のサイズでほぼ均一に分散調整されることがわかる。）

なお、前記転動部材を歯車として適用する場合においては、前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物や上記セメンタイトによる内部切り欠き作用で歯元曲げ疲労強度の低下が危惧されるので、本発明においては、前記転動面層を短時間の高周波加熱後の焼入れによって、転動面層の旧オーステナイト結晶粒径をASTM10番以上に微細化し、残留オーステナイト量を10～50体積%残留させるとともに、圧縮残留応力を付加することによって十分対策することとした。さらにまた、歯面、歯元へのショットピーニング処理を施すことによって転動面層の最表面部において、50kgf/mm<sup>2</sup>以上の圧縮残留応力を確実に付与することとした。

前記硬質粒子分散効果は、後述するように炭素鋼(S55C)にTiC, V<sub>4</sub>C<sub>3</sub>(No. P7, No. P2)を分散させた高周波焼入れ歯車がほぼSCM420浸炭歯車と同じ面圧強度を示すことを確認したことから、その改善効果が歯面での高面圧下での摺動時の耐焼付き性を改善し、スコーリングの発生や歯面温度の上昇を抑えることに起因していることは明らかであり、安価な高周波焼入れ歯車を製造するのに好ましいことがわかる。さらに、本発明においては、より面圧強度を向上し、コンパクトな高強度歯車とするために、前述のように、短時間の高周波加熱(900～1050℃)後に焼入れ処理を施す高周波焼入れを適用することによって、転動面層におけるマルテンサイト母相中に1μm以下の微細なセメンタイト粒子を追加して10体積%以下分散させることと、低温の焼戻し軟化抵抗性を高めるSiおよび／またはAlを含有させた鋼材を用いた転動部材を開発した。

なお、前記セメンタイトはその硬さがほぼHv850～1000であり、マルテンサイト母相硬さと大きな差異が無いことから、相手材料に対するアタック性が少なく、前記硬質粒子分散効果の作用量が小さく、前述のSUJ2高周波焼入れ転動面層のセメンタイト分散量(約10体積%)を考慮して10体積%が有効であるが、面圧強度をより改善する観点から、セメンタイト分散量の上限を15体積%とすることが好ましいことは明らかである。

前記高周波焼入れ時の加熱温度は炉加熱を主体とする浸炭焼入れ等の焼入れ温度と比べ900～1050℃と極めて高いために、例えば高周波焼入れ用鋼とし

て多く用いられる炭素鋼を用いた転動部材表面層にセメンタイトを分散させた焼入れ硬化層を形成させることが難しく、また低合金鋼を用いた場合においては目的とする炭素濃度を固溶するマルテンサイト相中にセメンタイトを分散させた焼入れ硬化層を形成させることができない。この問題を解決するために、本発明においては、フェライト相 ( $\alpha$  Fe 相) とセメンタイトが共存する状態において、セメンタイトに最も顕著に濃縮する合金元素 Cr を鋼材中に 0.3 ~ 1.5 重量% の範囲で添加し、さらに、セメンタイト中に Cr を 2.5 ~ 10.0 重量% の範囲に濃縮させ、焼入れ温度への急速な誘導加熱によってオーステナイトへのセメンタイトの固溶を遅らせることと、そのセメンタイトの固溶を遅らせることによって、オーステナイト中に固溶する炭素濃度を調整することを図った。

なお、高周波焼入れ処理に供する鋼におけるセメンタイト中の Cr 濃度は、その前組織である (フェライト + セメンタイト) 二相組織におけるセメンタイトへの Cr の濃縮度によって決められるものであり、例えば 700℃ でその二相組織を十分に加熱すると、セメンタイト中の Cr 濃度はフェライト中の Cr 濃度の約 28 倍に濃縮することが知られている (600℃ 加熱では約 35 倍)。この Cr の濃縮したセメンタイトは加熱中のオーステナイトへ固溶するが、その際のセメンタイトの固溶機構 (速度) は図 1 に示される加熱温度における Fe - C - M (合金元素) 三元系状態図とその図中に示される炭素の等活量線図 (等炭素活量線図) の関係から説明することができる。

図 1 は、本発明に使用する鋼材主要成分として、炭素との親和力の強い Cr と類似の合金元素を添加した Fe - C - M 3 元系状態図の誘導加熱される焼入れ温度における等温断面図を模式的に示したものであり、図中の A 点で示す組成の鋼中の炭素活量と等しい炭素活量は図中の A 点を通る細線のように、M 元素添加によって炭素活量が低下することから等炭素活量線は右肩上がりに推移し、セメンタイトの固溶度線と交わり、その交点 (B 点) と平衡する M 元素が含有したセメンタイト組成点 (C 点) と直線的に結ばれるものである。

その他の等炭素活量線 (細線) は、各炭素活量に応じて計算されるものであり、炭素濃度が高くなるほど炭素活量は大きくなるが、Fe - C 軸 (Fe - C 二元系) での黒鉛の固溶度 (D 点) が炭素活量  $A_c = 1$  と定義されるものである。



前記図 1 中に使用する鋼材組成 A 点における、焼入れ前組織におけるフェライトとセメンタイトの組成は E 点、F 点で与えられ、急速に焼入れ温度に加熱された場合には、まず、F 点組成のセメンタイトは合金元素 M をその場に残して、極めて拡散性の大きい炭素だけが急速にオーステナイト中に固溶するが、その場合のセメンタイトと局所平衡するオーステナイト界面組成は G 点で与えられ、G 点の炭素活量が鋼材組成の A 点の炭素活量より大きいことから、炭素の化学ポテンシャルの勾配によって急速に炭素が拡散し、極めて短時間でセメンタイトが消失するが、セメンタイトが消失した後に、セメンタイトが固溶した位置と元フェライトであった位置において、図 1 中の等炭素活量線上の A 点組成に向かって合金元素が均質化する（矢印  $\longleftrightarrow$  で示す）のに伴って、炭素の均質化することがわかる（急速な誘導加熱によってもセメンタイトが容易にオーステナイト中に固溶する例）。

しかし、鋼中への合金元素添加量がより多く添加され（H 点）、セメンタイト中により多くの合金元素が濃縮する（J 点）場合においては、セメンタイトが合金元素 M をその場に残して炭素だけが固溶するとした時のセメンタイトと平衡するオーステナイト中の炭素活量が（K 点）、元の A 点組成の炭素活量より低くなることから、K 点を通る等炭素活量線に沿って極短時間で炭素は拡散するが、それ以上の固溶が進行し、セメンタイトが完全に固溶するためには、K 点からセメンタイトの固溶度線に沿っての B 点へ合金元素 M が拡散しない限り、セメンタイトが固溶できないことがわかり、セメンタイトの固溶が合金元素 M の拡散に律速されながら急速に遅くなることがわかる。また、セメンタイトが完全に固溶するための時間は、元の C 点組成を通る等炭素活量線とセメンタイト固溶度線との交点とセメンタイト中の B 点との合金元素濃度差が大きくなるほど遅くなることが明らかであり、高周波加熱・焼入れによるセメンタイトの分散が容易に行われることがわかる。そしてまた、セメンタイト中の CM 濃度で決まる K 点位置を通る等炭素活量線上の元フェライト中の M 濃度での炭素濃度によって、マルテンサイト母相中の固溶炭素濃度を調整することができることは明らかである。なお、1000℃で2秒間加熱保持した時の合金元素が拡散する距離は、同条件で炭素が拡散する距離約  $12\ \mu\text{m}$  に対して約  $0.03\ \mu\text{m}$  程度であり、また、 $0.5\ \mu\text{m}$  径の

セメンタイト粒子半径の約12%程度の拡散距離であることから、セメンタイトが上記機構にしたがって残留し、オーステナイト母相中に炭素が十分に拡散し、急冷後には高硬度なマルテンサイト母相が形成されることがわかる。

さらに、本発明においては、A1温度から焼入れ温度900～1050℃に誘導加熱するまでのオーステナイト（ $\gamma$ 相）へのセメンタイトの固溶時間が10秒以内に制御される誘導加熱とその後の急冷処理を施すことによって、セメンタイトが未固溶状態で分散しているマルテンサイト母相中の炭素濃度は、前述のように、炭素拡散で支配されるK点を通る等炭素活量に相当する炭素濃度と等しくなり、それに応じたマルテンサイト硬さが得られることがわかるが、その母相となる $\gamma$ 相の焼入れ性は元のフェライト中の合金元素濃度と前記の $\gamma$ 相中の炭素濃度でほぼ決まり、鋼材への添加濃度から計算される焼入れ性（DI値）より大きく低下することがわかるので、歯車にこの原理を適用することによって、焼入れ硬化層が歯形形状に沿って形成され易くなり、歯形に沿って圧縮残留応力を発生させて焼割れを防止するとともに、歯元、歯底部の曲げ疲労強度をより高めた歯車部材を開発した。また、前記焼入れ性の低下割合は、焼入れ前組織中のセメンタイトに合金元素が濃縮するほど大きくなり、Cr、Mn、Moのセメンタイトに濃縮し易い元素ほどその低下は顕著に起こることも明らかである。

より具体的にするために、図2に示すFe-C-Cr三元系状態図と等炭素活量線図（at 1000℃）を使って1000℃にすばやく加熱して焼入れ処理を行う高周波焼入れの場合を以下に検討する。

（1）急速にセメンタイトが固溶する場合（セメンタイト中のCr濃度が低い場合）

図2中のA点（0.8重量% C，0.4重量% Cr）で示す鋼を（セメンタイト＋フェライト）共存領域の700℃で十分加熱するとB点（セメンタイト、2.6重量% Cr）とC点（フェライト、0.09重量% Cr）の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる1000℃に急速加熱すると、B点、C点はA点に向かって均質化していくことになるが、前述のように、B点のセメンタイト中の合金元素がオーステナイト中をほとんど拡散しない間に炭素がフェライト組成を持っていたオーステナイト（C点）にD点を経由

しながら矢印（↑↓）で示すように急速に拡散し、セメンタイトを固溶した後、A点を通る炭素の等活量線（等炭素活量線）で平衡化し、その後の加熱によってC<sub>r</sub>元素がA点に向かって均質化することで、より迅速なセメンタイトの固溶を達成することができ、マルテンサイト母相の炭素濃度もほぼA点と同じ炭素濃度となって、より高硬度なマルテンサイトが得られることがわかる。

### （2）セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合 1

図2中のE点（0.8重量% C, 1重量% C<sub>r</sub>）で示す鋼をフェライトとセメンタイト共存領域の700℃で十分加熱するとG点（フェライト、0.24重量% C<sub>r</sub>）とF点（セメンタイト、6.61重量% C<sub>r</sub>）の組成になり、この状態で例えば高周波加熱によってオーステナイト状態になる1000℃に急速加熱すると、前述の例のごとく、F点はH点に向かって固溶していくことになるが、H点（セメンタイトが固溶する場合のセメンタイトと等炭素活量の関係にあるオーステナイト界面）での炭素活量が元のE点の炭素活量よりも低くなるために、まずH点までセメンタイトが炭素の拡散律速機構ですばやく固溶した後、さらに長時間の加熱を続けることによってセメンタイトと平衡する $\gamma$ 相組成（H点）がセメンタイトの固溶度線に沿ってE点と等炭素活量の関係にあるセメンタイトの固溶度線上のI点にC<sub>r</sub>の拡散を伴いながらセメンタイトを固溶し、オーステナイト（ $\gamma$ ）組成がI点に到達した時点でセメンタイトが完全に固溶することがわかる。したがって、短時間の加熱、焼入れ後のマルテンサイト母相中の炭素濃度は、H点を通る等炭素活量線上のG点とほぼ同じC<sub>r</sub>濃度（0.24重量%）での炭素濃度約0.6重量%となり、非常に硬質なマルテンサイト中に約3体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

### （3）セメンタイトの固溶が大きく遅延される場合 2

前記（2）の場合におけるH点は、セメンタイトと異なるC<sub>r</sub><sub>7</sub>C<sub>3</sub>炭化物とオーステナイト（ $\gamma$ 相）が平衡し、非平衡なセメンタイトとオーステナイト（ $\gamma$ 相）の二相平衡がセメンタイトの固溶過程において成り立つと仮定しているが、このセメンタイトの固溶過程において、C<sub>r</sub><sub>7</sub>C<sub>3</sub>炭化物の固溶度線上のJ点を通る等炭素活量線（約0.2）までは、炭素拡散律速でセメンタイトが固溶するが、それ以後のセメンタイトの固溶は、セメンタイト消失前にC<sub>r</sub><sub>7</sub>C<sub>3</sub>炭化物が形成さ

れる必要性のないように、オーステナイト（ $\gamma$ 相）界面組成は、少なくとも $\text{Cr}_7\text{C}_3$ 炭化物が析出しなくても良い（オーステナイト（ $\gamma$ 相）+セメンタイト+ $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ）三相共存領域のK点に到達する拘束条件が加わるためにセメンタイトの固溶がより遅延されることがわかる。この場合の前記高周波加熱・焼入れによって得られるマルテンサイト母相中の炭素濃度は約0.45重量%となり、硬質な（HRC57～61）マルテンサイト母相中に約5体積%のセメンタイトが未固溶状態で分散することがわかる。

なお、前述の検討結果から、セメンタイトの顕著な遅延が発生する限界点は1000℃の加熱条件ではセメンタイト中のCr濃度が約3重量%に濃縮する（J点）場合であることは明らかであり、900℃の加熱では約2.5重量%であるので、例えば、C：0.55重量%、Cr：0.3重量%を含有する鋼を700℃で加熱する場合のセメンタイト中の[Cr濃度] $=\alpha_{\text{KCr}} \times \text{鋼中のCr濃度} / (1 - (\text{鋼中の炭素濃度} / 6.67) \times (1 - \alpha_{\text{KCr}}))$ は2.6重量%と算出されることから、Crの下限添加量はほぼ0.3重量%であり、好ましくは0.4重量%以上であることがわかる。ここで、 $\alpha_{\text{KCr}}$ はフェライト相とセメンタイト間のCrの濃縮性をあらわす分配係数であって、分配係数 $\alpha_{\text{KM}} = \text{セメンタイト中のM元素濃度（重量\%）} \div \text{フェライト中のM元素濃度（重量\%）}$ と定義されるものであり、各合金元素の分配係数（700℃での）は、

$\alpha_{\text{KCr}} = 28$ 、 $\alpha_{\text{KMn}} = 10.5$ 、 $\alpha_{\text{Kv}} = 9.0$ 、 $\alpha_{\text{KMn}} = 7.5$ 、 $\alpha_{\text{KW}} = 2.0$ 、 $\alpha_{\text{KNi}} = 0.34$ 、 $\alpha_{\text{KSi}} = 0$ 、 $\alpha_{\text{Al}} = 0$ であることが知られており、Crが各種合金中で最もセメンタイトへ濃縮することがわかる。

さらに、前記900～1050℃で高周波加熱・焼入れ法を転動部材に適用するために、その焼入れ後に140℃以上の焼戻し処理したマルテンサイト母相硬さを少なくともHRC55以上に高める必要があることから、マルテンサイト母相中の炭素濃度を0.3重量%、より好ましくは0.4重量%以上に高めるために、セメンタイト中のCr濃度が10重量%以下となるように調整することが必要であることがわかる。よって、本発明においては、セメンタイト中のCr濃度が2.5～10重量%の範囲で調整されるのが好ましいことがわかる。

また、前記炭素拡散律速で拡散する時のマルテンサイト母相中の炭素濃度が約

0.9重量% C以上になると、前記高周波加熱・焼入れ時の焼割れ性が高まり易いことから、その炭素濃度が0.3～0.8重量%となるように調整されることが好ましいので、鋼材炭素量は未固溶セメンタイト量を2～15体積%とすると、0.5～1.5重量%で適用できることがわかる。

したがって、0.5～1.5重量%炭素を添加するときのCr量としては1.8重量%以下であることが好ましいが、経済的な観点からは1.5重量%以下で調整されることが好ましい。さらには、後述するように歯車用鋼材に適用する場合においては、焼入れ性を抑えるために、1.0重量%以下で使用されることが好ましい。

またさらに、前述の炭素との親和力が大きく、フェライトとセメンタイト間の分配係数 $\alpha_{KM}$ が大きいV、Cr、Mo、Wがセメンタイトへの濃縮傾向が大きだけでなく、前記(3)の関係で記載したような $Cr_7C_3$ 炭化物の存在と同様に、 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 、 $V_4C_3$ 、WC特殊炭化物が存在することから、 $Cr_7C_3$ と同様の検討がされ、セメンタイト中のV、Mo、W濃度がそれぞれ0.3重量% V、1重量% Mo、1重量% W以上に調整されることが必要とわかり、その結果、V：0.1重量%以上、Mo：0.3重量%以上およびW：0.5重量%以上の添加によって前記セメンタイトの固溶遅延が発現されるので、本発明においては少なくともCrが0.3重量%以上および／またはVが0.1重量%以上添加されるものとし、Mo、Wが必要に応じて複合添加されることが好ましいものとした。

なお、Vは前述のように0.3重量%を越えると $V_4C_3$ 炭化物が高周波焼入れ後のマルテンサイト母相中に残留するようになり、かつ、 $V_4C_3$ が顕著な前述の硬質粒子分散効果を発揮することから、V添加量範囲としては0.1～2.0重量%が好ましいことがわかる。

Mo、V、WはそれぞれMo：約2重量%、V：約0.6重量%、W：約1.5重量%までセメンタイトに固溶できることが知られているが、上記のMo：1重量%以下、V：0.3重量%以下、W：1重量%以下の範囲の場合には、前記(2)の関係でセメンタイトの固溶遅延作用に関係するので、前記(2)の関係のCrの作用に加算されることは明らかであり、セメンタイト中の(Cr + V +

Mo+W) 濃度が2.5～10重量%に調整されることがより好ましいことが明らかである。

また、MnはV、Moよりも $\alpha$ KMnが大きく、セメンタイト中に顕著に濃縮する元素であるが、オーステナイト状態での特殊炭化物の存在が無く、かつ、通常添加される鋼組成範囲(～1.5重量%)においては(セメンタイト中～8.5重量%Mn)、前記(2)の関係によるセメンタイトの固溶遅延作用がないことは明らかであるので、Mnは1.5重量%以下を適量とできることは明らかである。

なお、前記セメンタイトとフェライト間の分配係数 $\alpha$ KMは前述のように700℃で十分加熱したときののものであって、例えば加熱温度を600℃に下げた時にはそれらの分配係数はより大きくなり、Cr、Mn、V、Moはよりセメンタイトに濃縮されるが、その加熱が短時間すぎた場合には十分に濃縮されないので、あらかじめ鋼の共析温度以下で加熱処理しておくことが好ましいことは明らかである。

さらに、前記転動面層のマルテンサイト母相中にパーライト組織の板状セメンタイトや粗大セメンタイト粒子が分散することは強度的に好ましくないことは明らかであり、高周波焼入れの前処理として、セメンタイトを粒状化し、平均粒径1 $\mu$ m以下に微細化しておくことがより好ましいことは明らかであるが、そのセメンタイト粒子の微細化は $\alpha$ KMの大きな元素を添加することが必要であり、セメンタイトへの濃縮傾向が最も大きいCrを添加することが好ましいことは明らかである。

上記セメンタイトへの合金の濃縮は(フェライト+セメンタイト)二相組織における熱処理であるが、A1温度以上で(オーステナイト+セメンタイト)二相組織において加熱することによってもセメンタイトへの合金元素の濃縮を図ることができるので、例えば800℃での、セメンタイト中の合金元素Mの濃度÷オーステナイト中の合金元素Mの濃度= $\gamma$ KMで定義される $\gamma$ KM(セメンタイト／オーステナイト間の合金元素Mの分配係数。例えば、 $\gamma$ KCr:8.5、 $\gamma$ KV:13、 $\gamma$ KMo:4.2、 $\gamma$ KMn:2.4である。)を用いてセメンタイト中の合金元素濃度を調整することができることは明らかである。

また、前述のように急速、短時間加熱した時の溶解したセメンタイトの位置周辺や未溶解セメンタイトの周辺においては、先の図1、図2の等炭素活量線の関係から理解されるように、Ms 温度を顕著に低下させるC、Mn、Cr、Moが濃縮しており、それらの周辺において残留オーステナイト相が形成されやすくなり、特に、内部切欠きになりやすい上記特殊炭化物、窒化物、炭窒化物やセメンタイトが分散した転動面層における靱性を回復し、かつ面圧強度を改善する上で好ましいことは明らかであり、本発明においては残留オーステナイト相が10～50体積%の範囲に調整されることとした。

残留オーステナイトの下限值は従来の浸炭焼入れによる残留オーステナイト相量を参考にし、上限の残留オーステナイト相量は50体積%以上では耐摩耗性が顕著に低減することがよく知られていることから50体積%とした。

また、前述のように高周波焼入れ前組織をセメンタイト球状化組織とする場合においては、素材調質（焼入れ焼戻し熱処理）による球状化を図る場合には、一旦深いマルテンサイト層を形成する必要があるために、必然的に焼入れ性の高い鋼を使う必要があるが、本発明においては球状化焼きなまし処理によって実施されることが好ましく、とりわけ、共析温度を顕著に高めるSi、Alを多量に添加する鋼においては、その熱処理時間が大幅に短縮できる特徴を有している。

前記高周波焼入れを実施して利用する転動部材は、その際の加熱均質時間が数秒以内であることが多く、前述のようにセメンタイトにCr、Mo、V、Mn等を濃縮して高周波焼入れした場合に、マルテンサイト母相内の合金元素の均質化はほとんど進まないために、焼戻し軟化抵抗性が低下することによって、前述の転動面強度に対するセメンタイトによる粒子分散効果が十分に発現されず、浸炭焼入れ転動部材に較べてもその面圧強度が改善されないことが危惧されるために、本発明においては、セメンタイト中にほとんど濃縮せず、マルテンサイト母相に効率良く残留して、マルテンサイト母相の焼戻し軟化抵抗性を高めるSi、Alを、少なくとも前記鋼材に、Si：0.5～3.0重量%もしくはAl：0.20～1.5重量%のいずれか一方または(Si+Al)：0.5～3.0重量%を含有し、さらに、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hf、Mn、Ni、Cr、Mo、Cu、W、B、Caの一種以上の合金元素とP、S、N、O等の不可避的不

純物元素が含有され、残部が実質的にFeから鋼材を用いることとした。またさらに、上記鋼材からなる転動面層を焼入れ処理もしくは高周波焼入れ処理後に300℃以下の焼戻し処理を施し、その焼入れ硬化層が300℃の焼戻しによってもHRC50以上となるように、

$5 \leq 4.3 \times \text{Si (重量\%)} + 7.3 \times \text{Al (重量\%)} + 3.1 \times \text{V (重量\%)} + 1.5 \times \text{Mo (重量\%)} + 1.2 \times \text{Cr (重量\%)} \times (0.45 \div \text{C (重量\%)})$   
の関係为满足するように調整されてなる鋼材を用いることがより好ましいこととした。

なお、前述のS55C炭素鋼の300℃焼戻し硬さはHRC47であり、このマルテンサイト母相中に前記硬質粒子分散させた場合において、ほぼ浸炭焼入れ歯車の面圧強度に匹敵することを考慮して、本発明においては300℃の焼戻し処理によってもマルテンサイト母相の硬さがHRC50以上となるようにしたが、より面圧強度を高めた転動部材としては、その硬さがHRC53以上であることがより好ましい。

また、本発明では、Si、Al等のフェライト安定化元素を多量に添加するので、高周波焼入れ時においてフェライト相が焼入れ硬化層に残留する危険性がまず検討される必要があるが、図3に示すように3重量%Siを添加した鋼においては炭素量を0.35重量%以上で、より好ましくは0.45重量%以上に添加することによって高周波焼入れ時の加熱温度(900～1050℃)において十分にオーステナイト化することがわかる。また、Siの代わりにAlを添加する場合においては、AlはSiの2倍以上のフェライト安定化能力を持つことから、本発明においては1.5重量%をAl上限添加量とすることが好ましいことは明らかである。

前記高周波焼入れの前組織として、(フェライト+パーライト)組織であっても、粗大なフェライトが存在する場合には、短時間の高周波加熱によって均質化され難いことから、本発明のように前記Ti、V、Zr、Nb、Ta、Hfの炭化物、炭窒化物を含有し、(フェライト+パーライト)組織を細かくし、粗大フェライトの発生を抑えることや鋼中の炭素量を0.6重量%以上に調整することが好ましいことは明らかである。



なお、Cr、Mn、Moは鋼の焼入れ性を顕著に高め、高濃度な炭素を含有する鋼においては高周波焼入れ焼入れ時の焼割れ性が高まるために、Cr、Mn、MoをA1温度（共析変態温度）～550℃加熱状態で十分にセメンタイト中に濃縮させ、そのセメンタイトを残留させるように高周波焼入れすることによって、オーステナイトの焼入れ性を大幅に低減することが好ましく、とりわけMnは鋼の焼入れ性を最も高める元素であり、Crの添加によって前述のように残留するセメンタイト中にMnを濃縮させることは高周波焼入れによるオーステナイトの焼入れ性を低減する作用が発現されるので、高周波加熱・焼入れ法で歯車を歯形に沿って焼入れ硬化させる輪郭焼入れにとって都合が良いが、より好ましくは、鋼材におけるMn添加量を0.2～0.5重量％に制限することが好ましいことは明らかであり、本発明においては、転動部材に利用する鋼として、少なくともCr：0.3～1.5重量％および／またはV：0.1～0.3重量％を含有し、さらに、Mn：0.2～0.5重量％、Mo：0.5重量％以下、W：0.5重量％以下的一种以上を含有することが好ましいことは明らかである。

さらに、本発明においては、前記V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一种以上の合金元素からなる平均粒径が0.2～5μmの炭化物、窒化物および／または炭窒化物や平均粒径1.5μm以下のセメンタイト粒子を分散させた転動面層に、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理によって、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一种以上の合金元素からなる平均粒径が0.2μm以下の窒化物および／または炭窒化物が新たに析出分散され、その転動面層の炭素量がC：0.65～1.5重量％および／または窒素量がN：0.1～0.7重量％に調整されていることを特徴とする高耐面圧強度に優れた転動部材を開発した。

前述のように、あらかじめV、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一种以上の合金元素からなる平均粒径が0.2～5μmの炭化物、窒化物および／または炭窒化物を分散させた鋼に、浸炭、浸炭浸窒、浸窒処理を施した場合においては、マトリックス中に固溶するV、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfがより微細な窒化物や炭窒化物として析出することや、マトリックス中に固溶するV、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfがより固溶度の小さな炭窒化物として、あらかじめ分散している炭化物が炭窒化物に変化するとともに部分的に一旦再固溶してより安定な炭窒

化物として $0.2\text{ }\mu\text{m}$ 以下の微細に析出することが起こり、その転動面層の耐焼付き性が画期的に改善されると同時に耐面圧強度が改善されることを明らかにした。

なお、前記浸炭、浸炭浸窒、浸窒処理で極めて細かな炭化物、窒化物および／または炭窒化物を新たに分散させる層深さは、その分散作用が摺動面における耐焼付き性の改善と転動面層の焼戻し軟化が最表面層部に集中することおよび、歯車部材などの転動面摩耗寿命が $100\text{ }\mu\text{m}$ までの範囲で決定されることから、経済的な観点から $100\text{ }\mu\text{m}$ 以下とすることが好ましいことは明らかである。

前記転動面層の焼入れ方法としては高周波焼入れを前提にして、安価な転動部材に関する開発であるが、前記V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2\sim5\text{ }\mu\text{m}$ の炭化物、窒化物および／または炭窒化物をあらかじめ分散させておくこと、 $1\text{ }\mu\text{m}$ 以下のセメンタイト粒子を分散させた転動面層に、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理によって、V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2\text{ }\mu\text{m}$ 以下の炭化物、窒化物および／または炭窒化物を新たに析出分散させることによって転動面層の耐面圧強度を改善する手法は、浸炭焼入れ、浸炭浸窒焼入れ方法によっても適用されることは明らかであるが、浸炭、浸炭浸窒後に前述の高周波焼入れ処理を施すことによって、微細なセメンタイト粒子の分散、大きな圧縮残留応力の付与、旧オーステナイト結晶粒の微細化、マルテンサイト母相の固溶炭素濃度の調整による強靱化等の改善が図れることがより好ましいことは明らかである。

さらに、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理を施した後に転動面層を高周波焼入れで転動面層を強化する方法を適用する場合においては、少なくともC： $0.2\sim0.8$ 重量%を含有するとともに、Si： $0.5\sim3.0$ 重量%もしくはAl： $0.2\sim1.5$ 重量%のいずれか一方もしくは(Si+Al)： $0.5\sim3.0$ 重量%を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, V, Cu, W, Ti, Nb, B, Zr, Ta, Hf, Caの一種以上の合金元素とP, S, N, O等の不可避的不純物元素が含有され、残部が実質的にFeからなる鋼材を用いることが機械加工の経済性、高周波焼入れ後において歯形に沿った焼入れ硬化層の形成、前記大きな圧縮残留応力のより効果的な発生、前記微細なセメンタイト粒子の分散、

旧オーステナイト結晶粒の微細化など、歯車部材にとってより好ましいことは明らかである。

前記浸炭もしくは浸炭浸窒処理を施す転動部材に使用する鋼材においては、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfを炭化物としてあらかじめ分散させるのに必要な炭素量を除いた残りの炭素量が0.1～0.3重量%となるように調整されるものであって、Siを多量に添加する場合には、高周波焼入れ時に浸炭もしくは浸炭浸窒層より内部位置においてフェライト相が残留しやすくなり、十分な強度のマルテンサイトが形成されないことが危惧されることから、オーステナイト相を安定化するMn、Niを(Mn+Ni):1.0～2.5重量%として焼入れ温度を低く抑えるとともに、前記セメンタイトを分散させるためのCr:0.5～1.5重量%、焼入れ性を高めるためのMo:0.35重量%以下、B:0.0005～0.005重量%を含有させることが好ましいこととした。

またさらに、本発明においては、前記添加量のAlとNi:0.3～1.5重量%を共存させることにより、顕著な強靱性作用が発現することをすでに特願2002-135274号で報告しており、とりわけ、0.6重量%および1.2重量%炭素を含有する高硬度マルテンサイト組織においても優れたシャルピー衝撃特性を示すことは、歯車の耐衝撃荷重を画期的に改善できる歯車材料として有効であることは明らかである。本発明ではNi添加が鋼材をより高価なものとするために、1.5重量%以下とした。

前記転動部材が、浸炭焼入れ、浸炭浸窒焼入れ、または浸炭もしくは浸炭浸窒処理後に高周波焼入れした歯車部材であった場合においても、前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物、さらにセメンタイト等の内部切欠き作用による歯元曲げ強度の劣化を抑えるために、歯元部において少なくとも50kgf/mm<sup>2</sup>以上の圧縮残留応力が残留しているように、ショットピーニング等の物理的加工手段を使った歯車部材が好ましいことは明らかである。

なお、前記各発明につながる各合金元素の働きについてまとめて次に記述する。  
V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hf:0.2～2.0重量%

前記合金元素は鋼中の炭素、窒素と反応してMC型炭化物、窒化物およびM(CN)型炭窒化物を形成し、また、鋼中に対する固溶度が極めて小さいことから、

製鋼段階で容易に鋼中に微細に分散析出するが、これらの物質は、鋼の焼入れ硬化層に較べても極めて硬質（ピッカース硬さで1500以上）で優れた熱的、化学的に安定性を持ち、例えば超硬、サーメットのように極めて高温にさらされる工具においても優れた耐摩耗性と耐焼付き性を示していることから明らかなように、これらの微量の分散によって摺動時の耐焼付き性を改善するが、多量に分散した場合においては、摺動時の摩擦係数が大きくなり、耐焼付き性の劣化と相手材料に対するアタック性が顕著になる問題がある。したがって、本発明においては0.4～4体積%の範囲に分散量を限定して、耐焼付き性の改善を適正化した。

前記合金元素のうち、 $V_4C_3$ 炭化物は比較的オーステナイトに対する固溶度が大きく、高周波加熱条件によっては0.3重量%V相当量が固溶するために、V添加量は0.4～2重量%とすることが好ましいが、さらに、0.1重量%以上のVの添加によって高周波加熱によるセメンタイトの固溶が遅延され、セメンタイト粒子が転動面層に有効に残留されることから、V添加量の下限值としては0.1重量%とした。また、前述のように、Vは低温焼戻しの軟化抵抗性を高めるとともに、より高温の焼戻し軟化抵抗性ではSi、Alよりも更に顕著な軟化抵抗性を示すことから、より好ましくは0.2重量%以上を積極的に添加することが好ましい。

また更に、高周波焼入れの加熱時に過熱しすぎた場合においてもオーステナイト中に前記炭化物、窒化物および／または炭窒化物を分散させることによってオーステナイト結晶粒の粗大化を防止できることは極めて好ましいことである。

Si：0.5～3.0重量%

Siは350℃以下の低温焼戻し温度域での焼戻し軟化抵抗性を顕著に高める元素であり、その焼戻し軟化抵抗性を高める機構としては低温で析出する $\epsilon$ 炭化物をより安定化し、セメンタイトの析出をより高温側に引き上げることによって軟化を防止することが示されている。

Siの下限添加量は、1重量%当りのSiの300℃焼戻しでの軟化抵抗 $\Delta HRC$ が4.3であることと、0.55重量%炭素から求まる300℃焼戻しのベース硬さがHRC47.6であることから、300℃焼戻し硬さHRC50を確

保するためのS i添加量は約0.5重量%であり、さらに、0.15重量%のS iが共存する場合のA l添加量は、軟化抵抗 $\Delta HRC$ が7.3であることから、約0.25重量%となることより、S i、A l添加下限量と設定した。

また、そのS i上限量は前述のマルテンサイト母相中の固溶炭素量0.3～0.8重量%の範囲でAc3変態温度が900℃を越えないようにし、むやみに高周波焼入れ温度を高くしないようにするために3.0重量%としたが、浸炭、浸炭浸窒処理後に油焼入れする場合においては、その鋼材の炭素量を0.2～0.8重量%にする必要があることから、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を2重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

A l：0.25～1.5重量%

A lは強力な脱酸作用を示すことおよび、鋼中に含有される不純物元素であるP、Sを結晶粒界から排斥する作用が強力であることから鋼材の清浄度化に有効であること、さらに、本発明では、A lがS iよりも低温焼戻し軟化抵抗性を高める元素であることを確認し( $\Delta HRC = 7.3$ )、A lを単独に添加する場合の添加量を0.25～1.5重量%とし、S iの一部を0.15～1.5重量%のA lで置き換えて利用する場合には(S i + A l)：0.5～3.0重量%とすることを特徴としたが、前述のようにA lはS iよりもさらに強力なフェライト安定化元素であり、Ac3温度をS iに比べて約1.6倍より高める作用を有するので、その最大の添加量を1.5重量%以下とした(2.5重量%/1.6)。また、浸炭、浸炭浸窒処理後に油焼入れもしくは高周波焼入れする場合においては、その鋼材の炭素量を0.2～0.8重量%にする必要があることから、焼入れ温度がむやみに高くなり過ぎないようにその上限値を1重量%に抑えることが好ましいことは明らかである。

N i：

前記添加量のA lとN i：0.3～2.5重量%を共存させることにより、顕著な強靱性作用が発現することをすでに特願2002-240967号で報告しており、とりわけ、0.6重量%および1.2重量%炭素を含有する高硬度マルテンサイト組織が優れたシャルピー衝撃特性を示すことは、歯車の耐衝撃荷重を画期的に改善できることは歯車材料として有効であることは明らかである。本発

明ではN i 添加が鋼材をより高価なものとするために、1.5重量%以下とした。  
また、N i はオーステナイトを安定化する元素であり、その添加はS i , A l と共存する場合において焼入れ温度を低減することから、浸炭、浸炭浸窒焼入れ処理を施して転動面層を硬化する転動部材ではM n 添加量と合わせて利用することが好ましく、その目安は、例えば最大3重量% S i を添加する場合において (M n +N i) : 2.5重量%であることが好ましい。

C r :

C r は焼入れ性を顕著に高める元素であるが、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってA c 3 変態温度以上に加熱された表面層部のみが急速に冷却されれば良いので、歯車材としての焼入れ性 (D I 値) は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性D I 値 : 2.0 i n c h 以上を越える必要性が無いために、前述のようにセメンタイトを分散させない歯車材料としては、その焼割れ性を軽減するために、C r は0.5重量%以下に調整されることが多いが、前述のように高周波焼入れ法によってセメンタイトを分散させる場合においては、セメンタイトを微細化するために0.3~1.5重量% C r を添加することが好ましい。また、この場合においてはセメンタイトの球状化処理によって、C r をセメンタイト中に十分に濃縮させておき、高周波加熱時に発生するオーステナイト中への合金元素の固溶を抑えて、実質的なオーステナイト相の焼入れ性を抑えることによって焼割れ性を抑制することが好ましいが、焼入れ性にほとんど影響を与えないVによってセメンタイトの分散を図り、C r 添加量を0.5重量%以下に留めることも好ましいことは明らかである。また、前述の浸炭、浸炭浸窒後に油焼入れする転動部材においては、焼入れ性を確保する観点からC r は1.5重量%以下であることが好ましい。

M n :

M n は、顕著な脱硫作用を示すだけでなく、前述のようにオーステナイトを安定化させる元素であるが、さらに、鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるために、目的に応じて適量添加されるが、前記マルテンサイト母相中の固溶炭素量を0.3~0.8重量%含有する転動部材では、オーステナイトが炭素によって十分に安定化されることを考慮すると、そのM n 下限量は0.2重量%であり、

また、浸炭、浸炭浸窒処理を施して転動面層を高周波焼入れする転動部材ではオーステナイトを十分に安定化する炭素量が少ないために、例えばフェライトを安定化させるS i を最大3重量%添加する場合において、安価なM n を最大2重量%程度まで添加すること、もしくはN i 添加量と合わせて(M n + N i ) : 2.5重量%とすることが好ましい。

Mo :

Moは鋼の焼入れ性を向上させる有効な元素であるとともに、焼戻し脆性を抑える元素であることから、本発明では通常肌焼きS C M鋼と同レベルの0.35重量%以下の範囲で添加されることが好ましいものとしたが、前述の高周波焼入れ法が適用される転動部材においては、0.3重量%以上の添加によって高周波加熱時のオーステナイトへのセメンタイトの固溶を遅延するが、その役割と経済的な観点を考慮して不可欠な添加元素でないことは明らかであり、Wについてもほぼ同様である。

さらに、本発明において、転動部材の製造方法は、少なくとも0.5~1.5重量%の炭素および0.3~1.5重量%のC r と、V, T i, Z r, N b, T a, H f の一種以上の合金元素を0.2~2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2~5  $\mu$ mの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4~4.0体積%、セメンタイトが7.5~20体積%分散されている鋼材を用いて、誘導加熱焼入れ、低温焼戻しされた転動面層のマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.3~0.8重量%に調整され、その母相中に炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4~4.0体積%、セメンタイトが2~15体積%分散されていることを特徴としている。

前記発明において、セメンタイト中のC r 濃度を2.5~10重量%に調整し、セメンタイトを粒状化する熱処理を施した鋼材を用いることによって、マルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度を0.35~0.8重量%に調整し、その母相中に平均粒径が1.5  $\mu$ m以下の粒子状セメンタイトを2~15体積%分散させ、さらに、残留オーステナイトを10~50体積%残留させることが好ましい。

また、前記発明の転動面層の誘導加熱焼入れにおいて、鋼材のA 1 温度から900~1050℃の焼入れ温度までを10秒以内に急速加熱した後に急冷する誘

導加熱焼入れ作業によって製造することが好ましい。

前記発明の誘導加熱焼入れにおいて、少なくともA1温度から前記焼入れ温度までの加熱速度を $150^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上とすることによって焼入れ硬化層が歯型に沿って形成される高周波輪郭焼入れ歯車を製造することが好ましい。

さらに、本発明において、転動部材の製造方法は、少なくとも0.2～0.8重量%の炭素および0.5～1.5重量%のCrと、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が $0.2\sim 5\mu\text{m}$ の炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散する鋼材を用いて、その転動面層に浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理を施して、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が $0.2\mu\text{m}$ 以下の窒化物および／または炭窒化物が新たに析出分散され、その転動面の炭素量が0.65～1.5重量%および／または窒素量が0.1～0.7重量%に調整されるとともにセメンタイトが7.5～20体積%分散されて、さらにその転動面層を誘導加熱焼入れ、低温焼戻しされた転動面層のマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.35～0.8重量%に調整され、その母相中に炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%、セメンタイトが2～15体積%分散されていることを特徴としている。

前記発明において、転動面層における圧縮残留応力を高めるために、ショットピーニング等の物理的加工を施すことが好ましい。

なお、高周波焼入れ法を利用して歯車歯面部を焼入れ硬化する場合には、高周波加熱によってAc3変態温度以上に加熱された表面層部のみが焼入れ硬化されれば良いので、歯車材としての焼入れ性(DI値)は、通常の炭素鋼レベルの焼入れ性2.0inch以上を越える必要性はあまり無く、安価な鋼材が利用できる特徴があるので、本発明ではMn、Cr添加量をより低く調整し、Si、Al、Ni、Mo、V等の合金元素を調整して鋼材のDI値が2.0inch以下となるようにすることがより好ましいことは明らかである。

上記鋼材を用いた高周波焼入れ方法としては、室温もしくはA1温度以下で予熱した状態からA1温度を越えて $850\sim 1100^{\circ}\text{C}$ の焼入れ温度までを誘導加



熱による10秒以内の急速加熱した後に急冷する高周波焼入れ作業によって少なくとも転動面層を焼入れ硬化させることとした。後述するように十分に球状化処理したS U J 2 (1.01重量% C - 1.5重量% C r、H v 200)を6℃/s e cの加熱速度で各焼入れ温度に加熱した後に急冷した時の焼入れ硬化層硬さ、セメンタイト残留量、マルテンサイト相の固溶炭素量を調査した結果から、十分硬質なマルテンサイト母相中に5体積%以上のセメンタイトを高密度に分散させる組織が十分に形成されることが明らかであるが、この場合における適正加熱温度は900~1000℃であることがわかるが、S U J 2よりC r濃度を下げた場合には、セメンタイト中のC r濃度が下がり、適正加熱下限温度が1100℃程度になることが明らかである。また、少なくとも6℃/s e cの加熱速度から推定した場合には、本発明の主旨とする歯車部材において、大きな圧縮残留応力の発生や歯形に沿った焼入れ硬化層の形成が難しいことから、転動面層の内部発熱による急速加熱に適した高周波(誘導)加熱方式を用いて、とりわけ高周波加熱速度から換算して上記高周波加熱時間が10秒以内であることが好ましいことは明らかである。

さらにまた、転動部材の転動面層を300℃~A1温度に予熱し、900~1100℃の焼入れ温度まで、60k H z以下の周波数、加熱速度150℃/s e c以上の条件で急速に高周波加熱後、急冷し、より低歪で歯形に沿った焼入れ硬化層が形成された転動部材がより好ましく、生産の経済性からは加熱速度の上限2500℃/s e cとし、3秒以内の急速加熱により高周波焼入れ方法が好ましいことは明らかである。

#### 図面の簡単な説明

図1は、F e - C - M系状態図と炭素の等炭素活量線図を使った $\gamma$ 相への固溶機構図である。

図2は、F e - C - C r系等炭素活量線図(a t 1000℃)である。

図3は、F e - 3重量% S iに対する合金元素の影響を示した状態図である。

図4(a),(b)は、ローラピッチング試験用試験片を示す図であり、図4(a)は小ローラ試験片、図4(b)は大ローラ試験片である。

図5は、ローラピッチング強度の予備試験結果を示すグラフである。

図6は、焼戻し硬さの実測値と計算値の比較（at 300℃）を示すグラフである。

図7は、本発明転動部材のピッチング強度を示すグラフ（1）である。

図8は、No. P6の転動面層の金属組織を示す写真である。

図9は、浸炭焼入れ焼戻し処理の熱処理パターンを示す図である。

図10は、本発明転動部材のピッチング強度を示すグラフ（2）である。

図11は、No. G3に浸炭浸空焼入れ処理を施した転動面層のX線マイクロアナライザー分析によるTiの分布状況を示した写真である。

図12は、No. G3に浸炭浸空焼入れ処理を施した転動面層の金属組織を示す写真である。

図13は、定速摩擦摩耗試験片の形状を示す図である。

図14は、高周波加熱温度と焼入れ硬さとの関係を示すグラフ（a）、高周波加熱温度とマルテンサイトC濃度（6℃/sec）との関係を示すグラフ（b）および高周波加熱温度と $\theta$ 相体積%との関係を示すグラフ（c）である。

図15は、粒状セメンタイトが分散した焼入れ硬化組織を示す写真である。

図16は、加熱温度と焼入れ硬さ、残留 $\gamma$ 量との関係を示すグラフである。

図17は、パーライト組織状セメンタイトが分散した焼入れ硬化組織を示す写真である。

図18は、焼入れ焼戻しによるセメンタイトの球状化処理したNo. W2合金の焼入れ硬化組織を示す写真である。

#### 発明を実施するための最良の形態

次に、本発明による転動部材およびその製造方法の具体的な実施例について、図面を参照しつつ説明する。

〔実施例1：焼入れ焼戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度（予備試験）〕

本実施例では、歯車での歯面における滑りを伴う転動疲労強度を調べるために、図4に示される試験片を用いてローラピッチング試験を実施し、各種の焼入れ焼

戻し炭素鋼および浸炭焼入れ肌焼き鋼のピッチング強度を調べた。表1は本実施例に用いた各種炭素鋼、肌焼き鋼の化学成分を示したものであり、各種鋼材は図4(a)の小ローラ形状に加工した後、No. 1、2、4は820℃で30分加熱後に水焼入れし160℃で3時間焼戻して、試験に供した。また、No. 3は素材調質処理後に転動面を40kHz高周波電源を用いて焼入れ硬化し、前述と同様の焼戻し処理を施した。さらに、No. 5は930℃で5時間の浸炭処理（炭素ポテンシャル0.8）した後850℃に冷却し、850℃で30分保持した後60℃の焼入れ油に焼入れた後、前述と同様の焼戻し処理を施した。

表1

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	備考
No.1	0.55	0.23	0.71				S55C
No.2	0.77	0.21	0.74				共析炭素鋼(1)
No.3	0.85	0.22	0.81		0.43		共析炭素鋼(2)
No.4	0.98	0.27	0.48		1.47		SUJ2
No.5	0.19	0.22	0.75		0.97	0.15	SCM420H

なお、大ローラはNo. 4のSUJ2材を820℃で30分加熱後に水焼入れし160℃で3時間焼戻したものを使用し、ローラピッチング試験は70℃の#30エンジンオイルで潤滑しながら、小ローラを1050rpm、大ローラ（負荷ローラ）を292rpmとして40%の滑り率を与え、面圧を375～220kgf/mm<sup>2</sup>の種々の条件で負荷を与えて実施した。

図5は各種面圧でピッチングが発生した繰返し回数をまとめて示したものであり、基準とする浸炭肌焼き鋼における各面圧における最小繰返し数をつないだ寿命線を図中の実線で示したが、ピッチング発生繰返し数が10<sup>7</sup>回となる時の面圧を転動面疲労強度と定義した場合、そのピッチング強度は約210kgf/mm<sup>2</sup>となることがわかった。また、同様の整理の仕方では検討すると、No. 1：175kgf/mm<sup>2</sup>、No. 2：240kgf/mm<sup>2</sup>、No. 3（高周波焼入れ）：260kgf/mm<sup>2</sup>、No. 4：270kgf/mm<sup>2</sup>およびNo. 4（高周波焼入れ）：290kgf/mm<sup>2</sup>となり、高周波焼入れによって、セメント粒子を約2体積%、約10体積%を分散させたNo. 3、No. 4の転動面疲労強度が顕著に改善されていることがわかる。さらに、浸炭肌焼き鋼はバ

ラツキが多少大きく、この原因が転動面での浸炭時の粒界酸化や不完全焼入れ層の存在や残留オーステナイト量が多いこと等によるもので、平均的なピッチング発生回数で比較した場合には、No. 2のピッチング強度と変わらないことがわかる。

また、ピッチングを発生した転動面のマルテンサイト相のX線半価幅を調査した結果、No. 1 : 3.6 ~ 4.0°、No. 2 : 4 ~ 4.2°、No. 3 : 4.2 ~ 4.4°、No. 4 : 4.3 ~ 4.6°、No. 5 : 4 ~ 4.2°であった。

さらに、前記熱処理を施したNo. 1 ~ 5の試験片を250 ~ 350℃で各3時間焼戻した時のX線半価幅を調査した結果、前記ピッチング発生転動面の半価幅はほぼ300℃で焼戻した半価幅と合致し、また「材料、第26巻、280号、P26」で報告されている各種炭素濃度の炭素鋼の焼戻し硬さと半価幅の関係ともほぼ合致することがわかる。

#### [実施例2：焼戻し軟化抵抗性の確認]

表2は本実施例で使用した合金組成を示したものである。熱処理は810 ~ 870℃で30分加熱後に水冷し、300℃、350℃で3時間焼戻した試験片のロックウェル硬さHRCを調査し、さらに、これらの硬さに対する各合金元素添加量の影響を解析した。

表2

TPNo.	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	B
No.6	0.45	1.45		0.46		1.49	0.52	0.14	0.0018
No.7	0.49	1.45		0.46		1.01	1.03	0.15	0.0019
No.8	0.47	0.31		0.46		2.01	1.03	0.15	0.0019
No.9	0.49	0.29		0.45		1.5	1.49	0.23	0.0019
No.10	0.36	1.77		0.6		0.62	0.11		0.0026
No.11	0.45	0.95		0.66	0.01	1.29	0.5		0.0029
No.12	0.39	0.93		1.02	0.08	0.97	0.95	0.5	
No.13	0.43	0.26		0.44		1.01	0.48		0.001
No.14	0.47	0.25		0.4		1.01	1.05		0.0018
No.15	0.46	1.5		0.4		1	0.51		0.002
No.16	0.45	0.24		0.4		1.02	0.48	0.31	0.0011
No.17	0.45	1.46		0.39		0.96	0.98		0.001
No.18	0.41	0.25		0.35		1	0.49		0.0017
No.19	0.52	2.3		0.57		0.11			
No.20	0.98	0.27		0.48		1.47			
No.21	0.55	0.23		0.71					
No.22	0.77	0.21		0.74					
No.23	0.45	0.21	1.26	0.53		1.51	0.21		
No.24	0.6	0.25	0.97	0.93	0.98	1.04	0.35		

なお、予備実験としては、0.1～1.0重量%の炭素と0.3～0.9重量%のMnを含有する炭素鋼についても調査し、前記合金元素の影響の解析のベースデータとした。その結果、

250℃では  $HRC = 34 \times \sqrt{C}$  (重量%) + 26.5

300℃では  $HRC = 36 \times \sqrt{C}$  (重量%) + 20.9

350℃では  $HRC = 38 \times \sqrt{C}$  (重量%) + 15.3

で近似されることがわかった。

また、これらの炭素鋼硬さをベースに合金元素の影響を解析した結果、焼戻し軟化抵抗 $\Delta HRC$ は、例えば300℃で、次式で記述できることがわかった。

$\Delta HRC = 4.3 \times Si$  (重量%) +  $7.3 \times Al$  (重量%) +  $1.2 \times Cr$  (重量%)  $\times (0.45 \div C$  (重量%)) +  $1.5 \times Mo$  (重量%) +  $3.1 \times V$  (重量%)

この結果から、AlはSiの1.7倍の焼戻し軟化抵抗性を発現することがわかり、転動面圧強度の改善元素として極めて効果的であることがわかった。

図6は、前記解析結果から求まる焼戻し硬さと実測した焼戻し硬さの合致性を

示したものであり、そのバラツキ幅がHRC±1の範囲で精度良く予測できることがわかる。また、実施例1のSCM420（No. 5）の浸炭層（0.8重量％炭素）の300℃焼戻し硬さについても図6の☆印で示しており、計算値と良く合致していることがわかる。

〔実施例3：焼戻し軟化抵抗性に優れた鋼材によるピッチング強度の改善1〕

表3は本実施例で使用する鋼材の合金成分を示したものである。No. P1～No. P3は850～920℃から焼入れた後に160℃で3時間の焼戻し処理を施し、No. P4～No. P9は実施例1と同じ高周波加熱条件で高周波焼入れしたものをローラピッチング試験に供したものである。

表3

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	焼付き面圧(kgf/cm <sup>2</sup> )
No.P1	0.43	0.21	1.47	1.17		0.17	0.11			350
No.P2	0.41	1.5	0.026	0.71		0.32	0.16	0.3		300
No.P3	0.61	0.25	1.47	0.93	0.98	1.04	0.35			325
No.P4	0.83	1.01	0.31	0.55		0.96		0.38		375
No.P5	0.71	0.21	0.025	0.63		0.16	0.04	0.93		475
No.P6	0.89	0.22	0.029	0.65		0.23	0.05	1.94		500
No.P7	0.64	0.23	0.031	0.65		0.24	0.05		0.26	450
No.P8	0.96	0.23	0.029	0.64		0.23	0.05		1.45	650
No.P9	0.69	0.81	0.45	0.75		0.49		0.99		450
SCM420+GCQT										300
SCM440+QT										275
SUJ2+QT										400
S55C+QT										275

なお、ピッチング強度の試験は実施例1とほぼ同じ条件で実施し、その結果を図7に示した。また同図中の実線で実施例1で求めたピッチング発生線を図7の実線で示し、さらに、本実施例で求めたピッチング発生線を破線で示した。

これらの結果から、Al, Siの単独、もしくは複合添加により、そしてさらに、No. P4～9の比較からV, Ti添加によって顕著に転動面の耐ピッチング強度が画期的に改善されることがわかった。また、セメントタイトを分散させたNo. 4、No. 9とNo. 5、No. 6の比較から、耐ピッチング強度がセメントタイトの分散によって顕著に改善されることがわかる。

図8は1.94重量％のVを添加したNo. P6合金中に分散するV<sub>4</sub>C<sub>3</sub>炭化

物を示したものであり、ほぼその粒径が $1.5\mu\text{m}$ 以下で均一に分散していることがわかる。

[実施例4：焼戻し軟化抵抗性に優れた鋼材によるピッチング強度の改善2]

表4は本実施例で使用する鋼材の合金成分を示したものである。No. G1～No. G5は図9で示されるように、 $950^{\circ}\text{C}$ で炭素ポテンシャル(CP)1.2重量% Cでの2hr浸炭期、CP=0.8での4hr拡散期からなる浸炭処理を施した後に $850^{\circ}\text{C}$ に降温し、 $60^{\circ}\text{C}$ の焼入れ油に焼入れ、さらに、 $180^{\circ}\text{C}$ で3hrの焼戻し処理を施した(浸炭焼入れ焼戻し処理)。さらに、図9中の $850^{\circ}\text{C}$ の恒温期を2hrとして、その恒温期にアンモニアガスを添加し浸窒処理を施した浸炭浸窒焼入れ焼戻し処理を施したのもも準備し、先の実施例と同じ条件でローラピッチング試験を実施した。

表4

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Ti	焼付き面圧(kgf/cm <sup>2</sup> )	←
No.G1	0.28	0.22	0.024	0.74	0.03	1.01	0.16		0.31	500	550
No.G2	0.34	0.24	0.028	0.73	0.01	0.98	0.15		0.61	625	750
No.G3	0.61	0.23	0.029	0.73	0.02	0.97	0.15		1.51	675	725
No.G4	0.41	0.25	0.031	0.74	0.02	0.99	0.16	1.1		550	600
No.G5	0.55	0.23	0.027	0.76	0.02	0.96	0.16	1.92		550	650

図10にローラピッチング試験結果を示した。その結果、浸炭焼入れ焼戻し処理試験片において、Ti, V添加による顕著な転動面強度の向上が確認されるが、さらに、浸炭浸窒焼入れ焼戻し処理を施した水準がより転動面強化されていることがわかる。

図11はNo. G3を浸炭浸窒処理した転動面層のX線マイクロアナライザーによってTiの分布状況を調べたものであり、図12は転動面層の電子顕微鏡写真を示したものであるが、あらかじめ分散させたTiCのほか転動面層へのC, Nの拡散浸透処理によって新たなTiCNが極めて微細に分散析出していることがわかる。

[実施例5：炭化物、窒化物、炭窒化物分散による摺動特性の改善1]

本実施例は実施例3、4と同じ鋼材を用いて、図13に示されるような定速摩

擦摩耗摺動試験片を用いて80℃のエンジンオイル#30で潤滑しながら、周速度が10m/sec、また、相手材料にSCM420に浸炭焼入れ焼戻しの処理を施して、表面硬さがHRC60になるように調整したのを使い、同じ押し付け圧を5分間保持し、押し付け圧力を25kgf/cm<sup>2</sup>毎に増加させて急激に摩擦係数が増大する時点（焼き付き状態）の押し付け圧力（kgf/cm<sup>2</sup>）を測定した。

本発明の表3中の摺動試験片は870℃から焼入れ、160℃で3時間焼き戻したものであり、表4中の摺動試験片は実施例4の熱処理を施し、また、比較材料としてSCM420の浸炭焼入れ焼き戻したもの（SCM420+GCQT）、SCM44040（SCM440+QT）、S55C（S55C+QT）、SUJ2（SUJ2+QT）を焼入れ焼戻したものを使った。

この結果は、表3、表4に合わせて示してあるが、明らかに、No. P4～9、No. G1～5において硬質粒子の分散効果によって耐焼付き性が顕著に改善されている。とりわけ、Ti添加による耐焼付き性の改善は顕著であることがわかる。

#### [実施例6：セメンタイト粒子の分散条件と耐摩耗性の確認]

本実施例では、前記マルテンサイト母相中にセメンタイトが高密度に分散され、滑りを伴う転動部材の耐摩耗性が顕著に改善されることを検証するために、表1に示した鋼材を用いて、高周波焼入れ前組織を調整しながら、各種条件で高周波焼入れを実施し、その焼入れ組織観察を行うとともに耐摩耗性を調査した。

図14（a）（b）（c）は、表1中のNo. 4鋼材（SUJ2相当材）を810℃に2hr加熱し、600℃までを徐冷するセメンタイトの球状化処理（徐冷法）を施した後、高周波加熱によって6℃/secの加熱速度で800～1000℃の各温度に加熱した後に水焼入れし、その焼入れ層硬さからマルテンサイト中の炭素濃度と未固溶セメンタイト量の関係を調査した結果を示したものである。この図から明らかに、Crのセメンタイトへの濃縮（約9重量%Cr）によって、加熱時のオーステナイトへのセメンタイトの固溶が遅延すること、転動部材として必要な十分な硬さのマルテンサイトを得るためには、少なくとも900℃以上に加熱温度を設定することが必要であること、そのときのマルテンサイト中の炭



素濃度が約0.3重量%であり、12体積%の硬質なセメンタイト粒子が分散していること等から、歯車部材としての耐焼付き性（耐スコリング性）、耐ピッチング性、耐摩耗性に優れた特性を示すことがわかる。

また、高周波加熱温度を1000℃に設定した場合においても約6体積%のセメンタイトが0.7重量% Cのマルテンサイト母相中に分散した極めて硬質な焼入れ硬化層が得られることがわかるが、残留オーステナイト相が多くなって焼入れ硬化層の硬さが飽和することから、転動部材としては、焼き割れ性を考慮して高周波焼入れ温度が1050℃以下であること、マルテンサイト中の炭素量が0.7重量%以下であること、セメンタイト分散量が2体積%以上であることのいずれかの条件が満足されるようにすることが必要であることがわかる。

また、Fe-0.98重量% C-0.55重量% Si-1.11重量% Mn-1.08重量% Cr（後述の表5、No. W3）を、上記球状化处理したものと、820℃で1.5hr保持した後に空冷し、パーライト状セメンタイトと粒状セメンタイトと分散させたものを準備し、通常の高周波加熱速度よりも極めて速い加熱速度1000℃/secで900～1100℃の各温度に加熱した後に焼入れた摺動面の組織を調査した。

図15は、上記球状化处理（徐冷法）したものの1000℃の加熱温度から焼き入れたものの組織を示したものであり、粒状セメンタイトが高密度に分散し、またさらに、図16に示すようにその焼入れ層中における硬さは、残留オーステナイトが30～45体積%を含有するにもかかわらず、最大Hv830にまで顕著に硬化されていることがわかり、残留オーステナイト量としては50体積%まで含有しても耐摩耗性に問題なく利用できることがわかる。なお、SUJ3を従来通りの炉加熱830℃からの油焼入れ熱処理における残留オーステナイトに比べて顕著な増量が認められることは明らかである。

また、図17は、上記パーライト状セメンタイトと粒状セメンタイトと分散させたものを加熱速度1000℃/secで1000℃に加熱した後に焼き入れた摺動面の組織を示したものであるが、明らかに、マルテンサイト母相中にパーライト組織状の板状セメンタイトが分散しており、図15の組織硬さ（Hv880）より顕著に（Hv940）硬化していることがわかった。

さらに、パーライト前組織を含む本鋼材を使って、パーライト状セメンタイトが分散する加熱速度と加熱温度との関係を調査した結果、加熱速度  $150^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 、加熱温度  $900^{\circ}\text{C}$  の焼入れ組織でもパーライト状セメンタイトが分散しその時の焼入れ硬化層の硬さは  $Hv\ 945$  まで顕著に硬化することがわかり、少なくともセメンタイトを安定して分散させるためには  $850^{\circ}\text{C}$  を加熱温度の下限とした場合には  $100^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  以上の加熱速度が必要であることが明らかであるが、加熱速度が  $150^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  以上であることが好ましいことは明らかである。また、 $A1$  温度を越えて  $1050^{\circ}\text{C}$  の焼入れ温度まで急速加熱する時間は 3 秒以内が好ましいことがわかる。

なお、図 15、図 17 中には電子顕微鏡内部で EDA X (Energy Dispersive Analysis of X-ray) によって分析したセメンタイト中の  $Cr$  濃度を示したが、パーライト状セメンタイトにおいても顕著な  $Cr$  の濃縮が観察されることがわかるが、粒状セメンタイトよりもより低濃度  $Cr$  であるために、パーライト状セメンタイトが固溶しやすい結果となっており、焼入れ前組織においてパーライト状セメンタイト中に  $Cr$  を濃縮させる加熱処理を施すことによって、さらに安定してパーライト状セメンタイトを分散させることができることは明らかである。

さらに、急速加熱焼入れした  $No. 1$  鋼材のマルテンサイト相の格子定数測定から求めたマルテンサイト中の炭素濃度は  $0.5$  重量%であり、先の  $No. 1$  の結果 ( $0.7$  重量%) と比べ急速な高周波加熱によって固溶炭素濃度が低減し、セメンタイト分散量が増加することは転動部材の耐面圧強度と耐摩耗性を改善する意味合いからは好ましい方法であることは明らかである。

また、後述の表 5 中の  $0.53$  重量%炭素を含有する  $No. W2$  ( $SCM453$  相当材) の球状化处理材を  $1000^{\circ}\text{C}$  に誘導加熱速度:  $1000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  で焼入れ処理した組織を図 18 に示すが、低炭素な鋼材を用いた転動部材 (歯車部材) の耐面圧強度、耐焼付き性、耐摩耗性を改善するために平均粒径  $0.2\ \mu\text{m}$  程度の微細なセメンタイトが十分残留していることがわかる。

表 5 は、上記と同様に加熱温度  $1000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$  で  $1000^{\circ}\text{C}$  に加熱した後、に焼き入れた各種セメンタイトを分散させた鋼材を用いて、前記滑りを与えたロ

ーラピッチング試験法を使って、面圧  $240 \text{ kg f/mm}^2$ 、 $2 \times 10^6$  回の試験後の小ローラの摩耗深さ ( $\mu\text{m}$ ) で転動面層の耐摩耗性を評価した結果を示したものであり、明らかに 2 体積%以上のセメンタイトの分散によって耐摩耗性が向上することがわかるが、従来の浸炭焼入れした転動面（表 5 中の SCM420 + 浸炭焼入れ）の耐摩耗性と比較する場合においては、2 体積%以上のセメンタイトが分散することがより好ましいことは明らかである。

また、マルテンサイト母相中にパーライト状にセメンタイトが分散した組織は、粒状セメンタイトが分散したものに比べて耐摩耗性に優れることがわかる。

表 5

	C	Si	Al	Mn	Ni	Cr	Mo	セメンタイト体積%	摩耗量 ( $\mu\text{m}$ )
No.W1	0.46	0.22	0.018	0.76		0.8		1.2(粒状)	4.1
No.W2	0.53	0.21	0.021	0.78		0.98	0.16	2.5(粒状)	2.3
No.W3	0.98	0.55	0.023	1.11		1.08		5.8(粒状)	0.9
No.W3								6.2(パーライト状)	0.4
No.W4	0.84	1.12	0.019	0.4		0.91		5.8(パーライト状)	0.7
No.W5	0.5	0.88	0.022	0.75		0.12		0	8.9
S55C	0.55	0.23	0.025	0.71				0	12
S80C	0.79	0.22		0.75		0.13		0	7.3
SCM420浸炭焼入れ		0.23	0.024	0.78		1.01	0.17	0	3.8

### 請求の範囲

1. 少なくとも0.5～1.5重量%の炭素と、V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5 $\mu$ mの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層において高周波焼入れ、低温焼戻しされたマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.3～0.8重量%に調整され、その母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されていることを特徴とする転動部材。
2. 前記転動面層のマルテンサイト組織母相中に、平均組成で2.5～10重量%Crを含有するセメンタイト粒子を2～15体積%分散させたことを特徴とする請求項1に記載の転動部材。
3. 焼入れ硬化層における旧オーステナイト結晶粒径がASTM10番以上に微細化されるとともに残留する残留オーステナイト量が10～50体積%の範囲に調整されていることを特徴とする請求項2に記載の転動部材。
4. 前記鋼材として、Si:0.5～3.0重量%もしくはAl:0.2～1.5重量%のいずれか一方または(Si+Al):0.5～3.0重量%を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, Cu, W, B, Caの一種以上の合金元素とP, S, N, O等の不可避的不純物元素を含有し、残部が実質的にFeからなる鋼材を用いることを特徴とする請求項1に記載の転動部材。
5. 前記Alを0.2重量%以上含有する鋼材において、0.3～1.5重量%のNiが添加されていることを特徴とする請求項4に記載の転動部材。
6. 前記鋼材を用いた焼入れ硬化層中にセメンタイトと残留オーステナイトが分散していることを特徴とする請求項5に記載の転動部材。

7. 前記鋼材として、少なくともCr：0.3～1.5重量%を含有し、さらに、Mn：0.2～1.5重量%、Mo：0.5重量%以下、W：0.5重量%以下の一種以上を含有することを特徴とする請求項4に記載の転動部材。

8. 前記鋼材を用いた焼入れ硬化層中にセメンタイトと残留オーステナイトが分散していることを特徴とする請求項7に記載の転動部材。

9. 前記鋼材のA1温度を越えて900～1050℃の焼入れ温度まで誘導加熱によって10秒以内の急速加熱後に急冷する高周波焼入れ作業によって焼入れ硬化された転動面層が形成されていることを特徴とする請求項1～8のいずれかに記載の転動部材。

10. 前記誘導加熱による焼入れによって、歯形に沿って焼入れ硬化層が形成されていることを特徴とする請求項9に記載の転動部材。

11. 滑りを伴う歯車部材であって、歯元部において少なくとも50kgf/mm<sup>2</sup>以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項9に記載の転動部材。

12. 前記圧縮残留応力を発生させるために、ショットピーニング等の物理的加工手段を用いることを特徴とする請求項11に記載の転動部材。

13. 少なくともV、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5μmの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層において、浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理によって、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が0.2μm以下の窒化物および／または炭窒化物が新たに析出分散され、その転動面層の炭素量がC：0.65～1.5重量%および／または

窒素量がN：0.1～0.7重量％に調整されていることを特徴とする転動部材。

14. 少なくともC：0.2～0.8重量％を含有するとともに、Si：0.5～3.0重量％もしくはAl：0.2～1.5重量％のいずれか一方または(Si+Al)：0.5～3.0重量％を含有し、さらに、Mn, Ni, Cr, Mo, V, Cu, W, Ti, Nb, B, Zr, Ta, Hf, Caの一種以上の合金元素とP, S, N, O等の不可避的不純物元素を含有し、残部が実質的にFeからなる鋼材を浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理後に焼入れ焼戻したことを特徴とする請求項13に記載の転動部材。

15. 前記Alを0.2重量％以上含有する鋼において、0.3～1.5重量％のNiが添加されることを特徴とする請求項14に記載の転動部材。

16. 前記転動面層が高周波焼入れ処理によってマルテンサイト組織化され、旧オーステナイト結晶粒が微細化された組織となっていることを特徴とする請求項13に記載の転動部材。

17. 前記鋼材において、(Mn+Ni)：1.0～2.5重量％、Cr：0.5～1.5重量％、Mo：0.35重量％以下を含有するかもしくは、さらに、B：0.0005～0.005重量％を含有することを特徴とする請求項14に記載の転動部材。

18. 滑りを伴う歯車部材であって、歯元部において少なくとも50kgf/mm<sup>2</sup>以上の圧縮残留応力が残留していることを特徴とする請求項13に記載の転動部材。

19. 前記圧縮残留応力を発生させるために、ショットピーニング等の物理的加工手段を用いることを特徴とする請求項13～18のいずれかに記載の転動部材。

20. 少なくとも0.5～1.5重量%の炭素および0.3～1.5重量%のCrと、V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5 $\mu$ mの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%、セメンタイトが7.5～20体積%分散されている鋼材を用いて、誘導加熱焼入れ、低温焼戻しされた転動面層のマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.3～0.8重量%に調整され、その母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%、セメンタイトが2～15体積%分散されていることを特徴とする転動部材の製造方法。

21. 前記セメンタイト中のCr濃度を2.5～10重量%に調整し、セメンタイトを粒状化する熱処理を施した鋼材を用いることによって、マルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度を0.35～0.8重量%に調整し、その母相中に平均粒径が1.5 $\mu$ m以下の粒子状セメンタイトを2～15体積%分散させ、さらに、残留オーステナイトを10～50体積%残留させたことを特徴とする請求項20に記載の転動部材の製造方法。

22. 前記転動面層の誘導加熱焼入れにおいて、前記鋼材のA1温度から900～1050℃の焼入れ温度までを10秒以内で急速加熱した後に急冷する誘導加熱焼入れ作業によって製造することを特徴とする請求項21に記載の転動部材の製造方法。

23. 前記誘導加熱焼入れにおいて、少なくともA1温度から前記焼入れ温度までの加熱速度を150℃/sec以上とすることによって焼入れ硬化層が歯形に沿って形成される高周波輪郭焼入れ歯車を製造することを特徴とする請求項22に記載の転動部材の製造方法。

24. 少なくとも0.2～0.8重量%の炭素および0.5～1.5重量%の

Crと、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、それらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5 $\mu$ mの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%、セメンタイトが7.5～20体積%分散されている鋼材を用いて、その転動面層に浸炭、浸炭浸窒もしくは浸窒処理を施して、V、Ti、Zr、Nb、Ta、Hfの一種以上の合金元素からなる平均粒径が0.2 $\mu$ m以下の窒化物および／または炭窒化物が新たに析出分散され、その転動面の炭素量が0.65～1.5重量%および／または窒素量が0.1～0.7重量%に調整されるとともにセメンタイトが7.5～20体積%分散されて、さらにその転動面層を誘導加熱焼入れ、低温焼戻しされた転動面層のマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.35～0.8重量%に調整され、その母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%、セメンタイトが2～15体積%分散されていることを特徴とする転動部材の製造方法。

25. 前記転動面層における圧縮残留応力を高めるために、ショットピーニング等の物理的加工を施すことを特徴とする請求項20～24のいずれかに記載の転動部材の製造方法。



## 要約書

歯面の耐焼付き性を改善し、かつ300℃での焼戻し硬さがHRC50以上となる各種の耐高面圧用の安価な高周波焼入れ歯車等の転動部材を提供することを目的とし、少なくとも0.5～1.5重量%の炭素と、V, Ti, Zr, Nb, Ta, Hfの一種以上の合金元素を0.2～2.0重量%含有するとともに、これらの合金元素からなる平均粒径が0.2～5  $\mu$ mの炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている鋼材を用いて、転動面層において高周波焼入れ、低温焼戻しされたマルテンサイト組織母相の固溶炭素濃度が0.3～0.8重量%に調整され、その母相中に前記炭化物、窒化物および炭窒化物の一種以上が0.4～4.0体積%分散されている転動部材とする。